

(19)日本国特許庁 (JP)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-131145

(43)公開日 平成11年(1999)5月18日

(51) Int.Cl.<sup>6</sup>  
 C 21 D 9/46  
 8/02  
 C 23 C 2/06  
 2/28  
 // C 22 C 38/00 301

識別記号

F I  
 C 21 D 9/46  
 8/02  
 C 23 C 2/06  
 2/28  
 C 22 C 38/00

J  
A

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全8頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平9-298459

(22)出願日 平成9年(1997)10月30日

(71)出願人 000004123  
日本钢管株式会社  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号(72)発明者 小崎 純一  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日  
本钢管株式会社内(72)発明者 櫻井 理孝  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日  
本钢管株式会社内(72)発明者 鷲山 勝  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日  
本钢管株式会社内

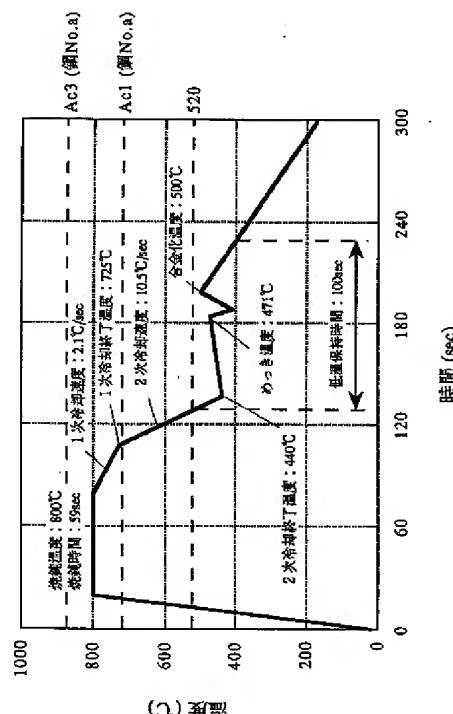
(74)代理人 弁理士 高野 茂

## (54)【発明の名称】高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

## (57)【要約】

【課題】高強度と高延性を兼ね備え、めっき密着性と合金化処理性にも優れた溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する。

【解決手段】重量%で、C:0.05~0.30%、Si:2.0%以下、Mn:0.5~3.0%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、N:0.01%以下を含有し、かつSi+A1:1.0~3.0%の関係を満たすようにA1を含有する鋼板を、連続溶融亜鉛めっきラインにて、Ac<sub>1</sub>点+30°C以上Ac<sub>3</sub>点以下の温度域で30sec以上焼純し、その温度域からAc<sub>1</sub>点+20°C~Ac<sub>1</sub>点まで5°C/sec以下の冷却速度で冷却し、引き続き、520°C以下まで6°C/sec以上の冷却速度で冷却し、その後、520~400°Cの温度域に90秒以上300秒以下留まり、その後200°C以下まで冷却し、体積率で3%以上の残留オーステナイトを含むようにする。また、溶融めっき浴を、重量%で0.13%以下のA1を含有し、温度を460°C以上520°C以下にする。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C:0.05~0.30%、Si:2.0%以下、Mn:0.5~3.0%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、N:0.01%以下を含有し、かつSi+Al:1.0~3.0%の関係を満たすようにAlを含有する鋼板を、連続溶融亜鉛めっきラインにて、Ac<sub>1</sub>点+30°C以上Ac<sub>3</sub>点以下の温度域で30sec以上焼鈍し、その温度域からAc<sub>1</sub>点+20°C~Ac<sub>1</sub>点まで5°C/sec以下の冷却速度で冷却し、引き続き、520°C以下まで6°C/sec以上の冷却速度で冷却し、その後、溶融めっき、付着量調整、合金化処理等の一連の製造工程において、520~400°Cの温度域に90秒以上300秒以下の時間留まり、その後200°C以下まで冷却することを特徴とする、体積率で3%以上の残留オーステナイトを含む高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1において、鋼板が、更にCr:0.5~5.0%、Mo:1.0%以下、Ni:0.1~0.8%、Cu:0.1~0.8%、B:0.01%以下、V:0.1%以下のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする、高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項3】 請求項1または請求項2において、鋼板が、更にTi:0.01~0.5%を含むことを特徴とする、高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項1~請求項3のいずれかの項において、溶融めっきのめっき浴が、重量%で、0.13%以下のAlを含有し、その温度が460°C以上520°C以下の亜鉛めっき浴であることを特徴とする、めっき皮膜の密着性と合金化処理性に優れた高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。より詳細には、鋼板中に残留オーステナイトを含み、引張強度が45~100kg/mm<sup>2</sup>の、プレス成形性に優れた高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 従来、燃費向上と排気ガス低減の必要性から、自動車車体の軽量化が要求されてきた。一方、自動車の安全性に対するニーズも高まっていることから、車体を軽量化しつつ、高い車体強度を維持することが望まれている。また、車体の部品には塗装後の耐食性が要求される場合が多い。以上の背景から、自動車用部品の素材として、高強度溶融亜鉛めっき鋼板の使用が増加しつつある。

【0003】 他方、自動車用部品は形状が複雑なものが多く、また、製造に際して高い生産性が要求されることから、プレス成形により加工される場合が多い。しかし、高強度鋼板は軟質鋼板と比べて延性が低いため、プレス成形性に劣るという問題がある。そこで従来より、高強度と高延性を兼ね備えた、プレス成形性に優れる高

強度鋼板の開発が要望されてきた。

【0004】 このような要望に対して、めっきを施さない冷延鋼板については、残留オーステナイトの加工誘起変態を利用することにより、優れた強度-延性バランスを持つ鋼板を得られることが、特開昭60-43430号公報などに開示されている。この冷延鋼板は、C、Si、Mn等を含有する鋼板を、オーステナイト域あるいはフェライト+オーステナイト二相域で焼鈍した後、フェライト・パーライト変態を起こさないようにペイナイト変態温度域まで急冷し、その温度域で一定時間保持してオーステナイト→ペイナイト変態をある程度進行させることによって、残ったオーステナイト中にCを濃化させ、C濃度の高いオーステナイトが存在する状態で室温まで冷却し、鋼板中に残留オーステナイトを生成させることによって得られる。

【0005】 しかし、溶融亜鉛めっき鋼板に関しては、上記のような残留オーステナイトを含有する鋼板は製造されていない。その理由は、連続溶融亜鉛めっきラインで、上記の鋼板を製造するに際して、2つの問題点があるためである。

【0006】 問題点の1つは、連続溶融亜鉛めっきラインは、めっき前の表面を清浄に保つ必要性から水冷が困難であり、また溶融めっきや合金化処理の工程を含むため、鋼板に上記のような急冷や等温保持を含む熱処理を施すことが難しく、残留オーステナイトを生成させにくいことである。

【0007】 もう1つの問題点は、従来の残留オーステナイト鋼板は比較的多量のSiを含むため、鋼板表面にSiの酸化物が形成され、溶融めっきを施した場合、めっき密着性や合金化処理性が劣り、めっき剥離が生じたり、皮膜の合金化が困難であったりする点である。このような鋼板上にめっきされた亜鉛皮膜を合金化するためには、通常の鋼板を用いた場合に比べて、より高温長時間の熱処理が必要となるが、これは設備の増大を招き、生産性を悪化させる。

【0008】 前者の問題点に関しては、特開平5-171644号公報、特開平6-145788号公報および特開平6-145893号公報において、連続溶融亜鉛めっきラインでも実現可能な熱処理方法が開示されている。しかし、これらの文献に記載されている熱処理方法は、その製造条件の範囲が極めて広く記述されており、実際の生産における有用性に乏しい。また、特開平6-145893号公報に開示されている鋼板は、引張強度が120kg/mm<sup>2</sup>以上と極めて高強度であるため、プレス成形には適さず、比較的軽度の加工部品に適用されるのみである。

【0009】 後者の問題点に関しては、特開平5-247586号公報、特開平6-145892号公報および特開平6-145788号公報に、鋼板中のSi含有量を制限してめっき密着性を改善する方法が提案されているが、単にSi量を制限するだけでは、その効果は不十分である。また、合金化処理性

を改善する手段については、従来見出されていない。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】上記の事情を考慮して、本発明は、高強度と高延性を兼ね備え、めっき密着性と合金化処理性にも優れた溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて製造する方法を提供することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記の問題を解決するために、鋼板組成と連続溶融亜鉛めっきラインにおける製造方法の両面から検討を重ね、本発明を完成した。

【0012】前記課題を解決するための本発明は次のとおりである。

(1) 第1発明は、重量%で、C: 0.05~0.30%、Si: 2.0%以下、Mn: 0.5~3.0%、P: 0.03%以下、S: 0.03%以下、N: 0.01%以下を含有し、かつSi+Al: 1.0~3.0%の関係を満たすようにAlを含有する鋼板を、連続溶融亜鉛めっきラインにて、 $Ac_1$ 点+30°C以上 $Ac_3$ 点以下の温度域で30sec以上焼純し、その温度域から $Ac_1$ 点+20°C~ $Ac_1$ 点まで5°C/sec以下の冷却速度で冷却し、引き続き、520°C以下まで6°C/sec以上の冷却速度で冷却し、その後、溶融めっき、付着量調整、合金化処理等の一連の製造工程において、520~400°Cの温度域に90秒以上300秒以下の時間留まり、その後200°C以下まで冷却することを特徴とする、体積率で3%以上の残留オーステナイトを含む高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

(2) 第2発明は、第1発明において、鋼板が、更にCr: 0.5~5.0%、Mo: 1.0%以下、Ni: 0.1~0.8%、Cu: 0.1~0.8%、B: 0.01%以下、V: 0.1%以下のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする、高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

(3) 第3発明は、第1発明または第2発明において、鋼板が、更にTi: 0.01~0.5%を含むことを特徴とする、高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

(4) 第4発明は、第1発明~第3発明のいずれかの発明において、溶融めっきのめっき浴が、重量%で、0.13%以下のAlを含有し、その温度が460°C以上520°C以下の亜鉛めっき浴であることを特徴とする、めっき皮膜の密着性と合金化処理性に優れた高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0013】

【発明の実施の形態】以下に本発明を詳細に説明する。まず、本発明の鋼板成分の限定理由について述べる。

【0014】C: 0.05~0.30%

Cは、鋼の強度を確保するとともに、オーステナイト中へ濃化してオーステナイトを安定化し、残留オーステナイトを生成させるための基本的な成分である。この残留オーステナイトが、加工時に加工誘起変態を起こし、鋼板の延性を向上させる。上記の効果を得るために0.05%を

下限とする。しかし、Cの過剰な添加は溶接性を劣化させるため、上限を0.30%とする。

【0015】Si: 2.0%以下

Siは、セメンタイトの形成を抑制してCのオーステナイト中への濃化を促進し、残留オーステナイトの生成を容易にする。反面、鋼板表面に濃化し酸化物を生成し、溶融亜鉛めっきのぬれ性を悪化させて、皮膜の密着性を劣化させるとともに、皮膜の合金化を妨げる。したがって、上限を2.0%とする。

10 【0016】Mn: 0.5~3.0%

Mnは、オーステナイトを安定化させ、フェライト・パーライト変態を抑制する効果があり、残留オーステナイトの生成に有効である。本発明では、連続溶融亜鉛めっき設備を用いて焼純を行うため、フェライト・パーライト変態温度域における冷却速度をあまり大きくできず、熱処理の制御のみでフェライト・パーライト変態を完全に抑制することは困難である。したがって、Mnのようなオーステナイト安定化元素の添加が特に重要になる。上記の効果を得るために下限を0.5%とし、3.0%越えて添加しても、効果が飽和し製造コストが高くなるため、上限を3.0%とする。

【0017】P: 0.03%以下

Pは、オーステナイトを安定化させる効果もあるが、反面、鋼板の加工性、めっき密着性およびめっき皮膜の合金化処理性を劣化させるため、上限を0.03%とする。

【0018】S: 0.03%以下

Sは、加工性の面で低い方が望ましく、上限を0.03%とする。

【0019】Si+Al: 1.0~3.0%

30 Alは、Siと同様にセメンタイトの形成を抑制してCのオーステナイト中への濃化を促進し、残留オーステナイトの生成を容易にする効果がある。反面、過剰な添加は鋼を脆化させる。AlとSiは、残留オーステナイトの生成に関して同じ効果を有するため、鋼板中の含有量は両者の合計で規定できる。Si+Alが1.0%未満では上記の効果が十分でないため、下限を1.0%とする。他方、鋼の脆性とめっき皮膜の密着性と合金化処理性の観点から、Si+Alの上限を3.0%とする。

【0020】N: 0.01%以下

40 Nは、加工性の面で低い方が望ましく、上限を0.01%とする。

【0021】本発明の鋼板は、更に、以下のCr、Mo、Ni、Cu、B、Vのうち1種または2種以上、あるいは以下のTiを含有するものであってもよい。

【0022】Cr: 0.5~5.0%

Crは、オーステナイトからフェライト・パーライトへの変態を抑制し、残留オーステナイトを生成しやすくする効果がある。0.5%未満では、その効果を発揮しないため下限を0.5%とし、また、5.0%を越えて添加すると、めっきのぬれ性に対して有害であるため、上限を5.0%

とする。

【0023】Mo: 1.0%以下

Moも、オーステナイトを安定化させ、残留オーステナイトの生成を容易にする。1.0%を越えて添加しても、効果が飽和し製造コストが高くなるとともに、めっき皮膜の合金化を遅延させるため、上限を1.0%とする。

【0024】Ni: 0.1~0.8%

Niは、オーステナイトを安定化させ、残留オーステナイトの生成を容易にする。0.1%未満では、その効果を発揮しないため、下限を0.1%とする。0.8%を越えて添加すると、鋼板の延性を低下させるため、上限を0.8%とする。

【0025】Cu: 0.1~0.8%

Cuも、Niと同様にオーステナイトを安定化させ、残留オーステナイトの生成を容易にする。0.1%未満では、その効果を発揮しないため、下限を0.1%とする。0.8%を越えて添加すると、鋼板の延性を低下させるため、上限を0.8%とする。

【0026】B: 0.01%以下

Bは、オーステナイトを安定化させ、残留オーステナイトの生成を容易にする。0.01%を越えて添加しても、効果が飽和し製造コストが高くなるとともに、めっき皮膜の合金化を遅延させるため、上限を0.01%とする。

【0027】V: 0.1%以下

Vも、オーステナイトを安定化させ、残留オーステナイトの生成を容易にする。0.1%を越えて添加しても、効果が飽和し製造コストが高くなるため、上限を0.1%とする。

【0028】Ti: 0.01~0.5%

Tiは、炭化物を形成して鋼板組織を微細化する。その結果、鋼板表面の結晶粒界密度が増加し、皮膜の合金化が促進される。この作用によって、Si等の添加による合金化処理性の劣化を補うことができる。また、鋼板組織を微細化することにより、強度を向上させる効果もある。0.01%未満では、上記効果が認められないため、下限を0.01%とする。0.5%を越える量を添加しても上記効果が飽和するため、上限は0.5%とする。

【0029】次に、本発明の製造条件の限定理由について述べる。

焼鈍温度:  $Ac_1$ 点+30°C以上 $Ac_3$ 点以下

本発明では、高強度かつ高延性の鋼板を製造するためには、鋼板組織に残留オーステナイトを含むことを特徴としているが、そのためには、焼鈍中にオーステナイトが生成している必要がある。 $Ac_1$ 点~ $Ac_3$ 点の温度域で焼鈍すると、焼鈍中に鋼板組織はフェライト+オーステナイトの二相組織になるが、焼鈍温度が $Ac_1$ 点+30°C未満では、オーステナイトの比率が低すぎて、最終的な残留オーステナイトが十分に生成しにくい。そこで下限を $Ac_1$ 点+30°Cとする。 $Ac_3$ 点を越えると、オーステナイト単相組織になり、オーステナイト中のC濃度が低くなるた

め、やはり残留オーステナイトが安定して生成しない。そこで上限を $Ac_3$ 点とする。

【0030】焼鈍時間: 30sec以上

前記したように、鋼板組織は、焼鈍中にフェライト+オーステナイトの二相組織になっている必要があるが、焼鈍時間が30sec未満では、フェライトの形成が不十分であるため、それに伴ってオーステナイトへのCの濃化も不十分となり、残留オーステナイトの生成が不安定になる。したがって下限を30secとする。

10 【0031】1次冷却速度: 5°C/sec以下

焼鈍後の1次冷却は、フェライト粒の成長によりCをオーステナイト中に濃化させ、オーステナイトを安定化するために行う。1次冷却速度が5°C/secよりも大きいと、Cの濃化が十分進行しないため、下限を5°C/secとする。

【0032】1次冷却終了温度:  $Ac_1$ 点+20°C以下 $Ac_1$ 点以上

1次冷却終了温度が $Ac_1$ 点+20°Cより高いと、オーステナイトへのCの濃化が十分進行しないため、上限を $Ac_1$ 点+2

20 0°Cとする。1次冷却終了温度が $Ac_1$ 点より低いと、冷却中にオーステナイトからフェライト・パーライトへの変態が進行するので、下限を $Ac_1$ 点とする。

【0033】2次冷却終了温度: 520°C以下

2次冷却速度: 6°C/sec以上

$Ac_1$ 点以下520°C以上の温度域では、オーステナイトからフェライト・パーライトへの変態が進行するため、なるべく短時間でこの温度域を通過する必要がある。そのため、1次冷却後、引き続き520°C以下の温度まで2次冷却を行う。2次冷却速度が6°C/sec未満では、フェライト・パーライト変態が進行し過ぎて、オーステナイトの量およびC濃度が不足し、十分な残留オーステナイトが生成されないため、下限を6°C/secとする。

【0034】低温保持温度: 520°C以下400°C以上

この工程の目的は、オーステナイトからベイナイトへの変態を進行させ、残されたオーステナイト中へのCの濃化をさらに促進し、変態途中で室温まで冷却することにより、残留オーステナイトの生成を可能にすることである。保持温度が520°Cよりも高いと、鋼板の成分によってはフェライト・パーライト変態が進行するため、上限を520°Cとする。保持温度が400°C未満では、オーステナイトからベイナイトへの変態速度が極めて小さくなるため、長い保持時間が必要となり、生産効率が低下するので、下限を400°Cとする。本発明では、連続溶融亜鉛めっき設備を用いて溶融亜鉛めっき鋼板を製造するので、この低温保持中に、溶融亜鉛めっき、付着量制御、合金化処理等の一連の工程を行うこととする。したがって、めっき浴の温度と合金化処理温度は、520°C以下としなくてはならない。

【0035】低温保持時間: 90秒以上300秒以下

50 低温保持時間が90秒未満では、オーステナイト中へのC

の濃化が不十分となり、オーステナイト中のC濃度が、室温でのオーステナイトの残留を可能とする水準まで到達しない。そのため、下限を90秒とする。保持時間が300秒を越えると、ペイナイト変態が進行し過ぎて、オーステナイト量が少なくなるため、十分な量の残留オーステナイトを生成できない。したがって、上限を300秒とする。その後ペイナイト変態を完全に停止させるために、200°C以下まで冷却する。

【0036】溶融亜鉛めっき浴のAl濃度：0.13%以下  
(好適範囲0.04%以上0.13%以下)

従来の技術において述べたように、残留オーステナイトを含む鋼板は、比較的多量のSiを含むため、鋼板表面にSiの酸化物が存在し、皮膜密着性と合金化処理性に劣る。しかし、本発明者らの検討の結果、浴中のAl濃度を上記の範囲内に限定すれば、皮膜密着性と合金化処理性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造できることを見いだした。その理由は、浴中のAl濃度を低く限定することによって、浴中のZn-Fe合金化反応を促進し、Si酸化物の膜を破壊できるためと推定される。浴中のAl濃度が0.13%を越えると、上記の効果が認められないので、上限を0.13%とする。下限は特に限定しないが、浴のAl濃度が0.04%未満では、連続製造に際して、ドロスの発生量が増加し、生産性が悪化する場合があるため、好適範囲を0.04%以上とする。

【0037】溶融亜鉛めっき浴の温度：460°C以上520°C以下

めっき浴の温度が460°C未満では、浴中のZn-Fe合金化反応が十分起こらず、上記の作用が認められないので、下限を460°Cとする。520°Cより高いと、保持温度の限定\*

鋼No.	鋼成 分 (重量%)													変態点(°C)		種類	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	Mo	Ni	Cu	B	V	N	Ac1	Ac3	
a	0.10	0.5	2.0	0.01	0.01	1.5	0.10							0.005	716	873	本発明鋼
b	0.10	0.5	2.0	0.01	0.01	1.5								0.005	716	867	本発明鋼
c	0.14	0.0	1.7	0.02	0.02	1.9	0.15							0.004	705	898	本発明鋼
d	0.19	0.4	1.9	0.02	0.01	2.1								0.004	714	901	本発明鋼
e	0.15	1.0	0.8	0.01	0.02	0.5	0.20	1.0						0.004	760	823	本発明鋼
f	0.08	1.1	2.2	0.01	0.01	1.0	0.12		0.50					0.004	731	851	本発明鋼
g	0.11	0.5	2.0	0.02	0.01	1.0			0.50					0.004	708	836	本発明鋼
h	0.20	0.5	1.9	0.01	0.01	0.9	0.15			0.50				0.004	717	835	本発明鋼
i	0.20	0.5	0.6	0.01	0.02	1.0				0.004				0.004	731	839	本発明鋼
j	0.10	0.4	1.3	0.01	0.01	2.0	0.15				0.04	0.004	721	910	本発明鋼		
k	0.08	2.5	1.7	0.01	0.02	0.6								0.004	778	828	比較鋼
l	0.10	0.5	1.3	0.01	0.01	0.3	0.05							0.004	724	807	比較鋼

【0044】次いで、前記で得た鋼板を用い、実験室において溶融亜鉛めっきを施した。製造条件は連続式溶融亜鉛めっきラインをシミュレートし、表2に示す条件で、焼鈍、冷却、保持、両面への溶融めっき、ガスワイヤリングを行い、一部のサンプルについては、引き続き合金化処理を施した後、200°C以下に冷却した。冷却方法はガス冷却とした。めっき付着量は、片面当たり60g/m<sup>2</sup>程度になるようにした。また、合金化処理における均熱時間は3secとした。標準的な実験条件（実験No.1、28~34）の熱履歴を図1に示す。

\*理由で述べたとおり、オーステナイト→フェライト・パラライト変態が進行してしまうため、上限を520°Cとする。

【0038】本発明は、連続式溶融亜鉛めっき設備で溶融亜鉛めっき鋼板あるいは合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合を対象としている。本発明の鋼の溶製、熱間圧延、酸洗、冷間圧延、前記で規定しない溶融亜鉛めっき条件および合金化処理条件等は特に限定されず、通常行われている方法でよい。

10 【0039】焼鈍後の冷却方法に関しては、特に限定されないが、例えば、めっき付着量の制御工程を兼ねたガスジェットによる冷却や、ロール冷却などの方法でもよい。

【0040】溶融亜鉛めっきの前にFe系のプレめっきを施し、皮膜の密着性や合金化処理性を改善する方法も、本発明の範囲内に含まれる。

【0041】また、溶融亜鉛めっきあるいは合金化処理の後に、Fe系上層めっきやNi系上層めっきを施し、プレス成形性を改善する方法も、本発明の範囲内に含まれる。

20

【0042】

【実施例】本発明の実施例を以下に示す。表1に示す鋼（本発明鋼：No.a~j、比較鋼：No.k、l）を真空溶解法で溶製し、鋳造して得られた鋳塊を板厚2.6mmに熱間圧延した。熱間圧延は、仕上げ温度を900°Cとし、最終圧延後、650°Cで1時間熱処理を施し、炉冷した。その後、酸洗し、さらに冷間圧延して板厚1.0mmの鋼板を得た。

【0043】

【表1】

※【0045】このようにして作製したサンプルを、以下に示す方法で評価した。サンプルの材質（TS、E1）は、圧延方向と垂直に切り出したJIS5号引張試験片により、引張試験を行い測定した。鋼板中の残留オーステナイト体積率はX線回折法により測定した。めっき皮膜の付着量およびFe濃度は、皮膜を塩酸で溶解し、ICPによって測定した。また、合金化処理性の評価は、合金化温度500°C、均熱時間3secで合金化処理を行ったときの、皮膜中のFe濃度で評価した。めっき皮膜の密着性は、合金化皮膜（Fe濃度8~12%）に関しては、90°曲げ試験を施

し、曲げ部内側についてテープ剥離を行い、皮膜の剥離が認められなかつたものを合格(○)とし、面積率で30%以上の皮膜の剥離が認められたものは不合格(×)とした。また、30%未満の剥離が認められたものは中間(△)とした。非合金化皮膜(Fe濃度1%未満)に関する

\*では、OT曲げ試験を施し、曲げ部外側でテープ剥離を行い、合金化皮膜と同様に評価した。評価結果を、表2に併せて記載した。

## 【0046】

【表2】

実験 No.	鋼 No.	温度 (℃)	鍛削 時間 (sec)	1次冷却 速度 (℃/sec)	2次冷却 速度 (℃/sec)	終了温度 (℃)	温度 (℃)	めっき浴 温度 (℃)	Al濃度 (wt%)	保持時間 (sec)	S20°C~400°C 残留トスケ(%)	含有率 (vol%)	(kg/mm <sup>2</sup> · %)	付着量 (g/m <sup>2</sup> )	皮膜中 Fe濃度 (%)	皮膜 密着性	種類	
3	a	770	59	2.1	725	10.5	440	471	0.12	500	100	6	63.8	37.5	2395	65	10.5	○ 本発明例A
4	a	900	59	2.1	725	10.5	450	469	0.12	500	100	0	59.6	28.7	1711	63	10.4	○ 本発明例A
5	a	800	19	2.1	725	10.5	450	468	0.12	500	100	1	66.2	23.6	1562	60	10.8	○ 本発明例A
6	a	800	59	4.4	725	10.5	458	470	0.12	500	100	5	63.5	35.5	2253	62	11.4	○ 本発明例A
7	a	800	59	10.0	725	10.5	465	469	0.12	500	100	2	66.0	28.9	1909	55	11.0	○ 本発明例A
8	a	800	59	2.1	700	10.5	451	472	0.12	500	100	0	65.1	27.0	1757	57	10.6	○ 本発明例A
9	a	800	59	2.1	725	4.5	461	468	0.12	500	100	0	62.5	27.8	1740	63	9.9	○ 本発明例A
10	a	800	59	2.1	725	6.4	450	471	0.12	500	100	4	64.2	34.5	2216	64	9.6	○ 本発明例A
11	a	800	59	2.1	725	20.0	442	470	0.12	500	100	8	65.8	39.5	2598	64	10.0	○ 本発明例A
12	a	800	59	2.1	725	45.0	448	471	0.12	500	100	9	64.1	42.8	2741	64	11.2	○ 本発明例A
13	a	800	59	2.1	725	10.5	450	452	0.12	500	100	4	64.7	34.4	2228	58	5.3	— 比較例
14	a	800	59	2.1	725	10.5	452	540	0.12	500	100	0	64.1	26.6	1704	55	15.4	— 比較例
15	a	800	59	2.1	725	10.5	452	470	0.12	550	100	0	63.8	26.7	1704	58	16.8	— 比較例
16	a	800	59	2.1	725	10.5	448	459	0.12	500	70	2	62.0	30.9	1918	60	9.7	○ 本発明例A
17	a	800	59	2.1	725	10.5	444	471	0.12	500	200	6	64.5	38.4	2476	57	11.2	○ 本発明例A
18	a	800	59	2.1	725	10.5	450	459	0.12	500	400	0	61.3	28.3	1733	56	9.9	○ 本発明例A
19	a	800	59	2.1	725	10.5	450	457	0.12	なし	100	8	66.6	39.5	2630	64	0.1	○ 本発明例A
20	a	800	59	2.1	725	10.5	437	471	0.06	500	100	6	63.8	37.7	2403	63	11.2	○ 本発明例A
21	a	800	59	2.1	725	10.5	450	470	0.06	なし	100	8	68.2	38.2	2602	59	0.1	○ 本発明例A
22	a	800	59	2.1	725	10.5	455	470	0.16	500	100	5	62.8	37.0	2324	63	4.2	— 本発明例B
23	a	800	59	2.1	725	10.5	455	470	0.16	なし	100	7	65.8	39.4	2539	63	0.0	△ 本発明例B
24	b	800	59	2.1	725	10.5	440	471	0.12	500	100	6	65.2	36.8	2402	59	11.9	○ 本発明例A
25	c	800	59	2.1	725	10.5	440	471	0.12	500	100	4	56.7	38.5	2181	61	11.8	○ 本発明例A
26	d	800	59	2.1	725	10.5	440	471	0.12	500	100	8	71.5	36.8	2633	59	8.8	○ 本発明例A
27	e	800	59	2.1	770	10.5	440	471	0.12	500	100	7	59.5	43.6	2592	57	10.5	○ 本発明例A
28	f	800	59	2.1	740	10.5	440	471	0.12	500	100	6	66.4	36.2	2403	56	10.7	○ 本発明例A
29	g	800	59	2.1	720	10.5	440	471	0.12	500	100	6	58.6	41.0	2400	58	7.8	○ 本発明例A
30	h	800	59	2.1	730	10.5	440	471	0.12	500	100	7	77.1	32.6	2515	61	9.6	○ 本発明例A
31	i	800	59	2.1	740	10.5	440	471	0.12	500	100	7	58.5	42.7	2495	61	8.5	○ 本発明例A
32	j	800	59	2.1	730	10.5	440	471	0.12	500	100	6	47.6	51.5	2453	56	10.3	○ 本発明例A
33	k	800	59	2.1	730	10.5	440	471	0.12	500	100	8	72.8	36.5	2657	56	2.9	× 比較例
34	l	800	59	2.1	740	10.5	440	471	0.12	500	100	0	50.2	33.9	1704	60	13.7	○ 比較例

【0047】以下、表2に示した実施例について述べ 約50%である。実験No.1~23は、本発明鋼No.aを用い、連続式溶融

11

亜鉛めっきラインにおける製造条件を変化させた例である。

【0048】実験No.1は、本実施例における標準的な製造条件で製造した例である。実験No.2~4は焼鈍温度、実験No.5は焼鈍時間、実験No.6、7は1次冷却速度、実験No.8は1次冷却終了温度、実験No.9~12は2次冷却速度、実験No.13、14はめっき温度、実験No.15は合金化処理温度、実験No.16~18は520°C~400°Cの温度域での保持時間を変化させた例、実験No.20~23はめっき浴のAl濃度を変化（No.20、21は0.06%に低下、No.22、23は0.16%に増加）させた例であり、また実験No.19、21、23については合金化処理を行っていない。

【0049】本発明の第1発明、第2発明または第3発明、及び第4発明の構成要件を満足する本発明例Aの鋼板は、残留オーステナイトを体積率で3%以上含有し、TS×E1の値が2000 (kg/mm<sup>2</sup> · %) を越え、高強度かつ高延性の優れた材質バランスを実現している。また、皮膜密着性、合金化処理性が良好である。

【0050】本発明の第1発明、第2発明または第3発明の構成要件を満足するが、第4発明に規定する溶融めっき浴のAl含有量範囲あるいはめっき浴温度範囲を外れる本発明例Bの鋼板は、残留オーステナイトを体積率で3%以上含有し、TS×E1の値が2000 (kg/mm<sup>2</sup> · %) を越え、高強度かつ高延性の優れた材質バランスを実現している。しかし、皮膜密着性や合金化処理性は、本発明例Aの鋼板に比べて劣っていた。

【0051】すなわち、実験No.13は、めっき温度が低かったため、実験No.1と比較して合金化処理性が劣っていた。実験No.22、23は、めっき浴としてAl濃度が0.16%を越える亜鉛浴を使用しており、実験No.22は、実験No.1や実験No.20と比較して皮膜中のFe濃度が低く、合金化処理性に劣り、合金化処理を行わなかった実験No.23は皮膜密着性に劣っていた。

【0052】また、本発明の第1発明、第2発明または第3発明に規定する製造条件の構成要件を満足しない比較例鋼板は、以下に説明する理由によって、表2に示すように、残留オーステナイトの含有率が低く、強度と延性の材質バランスが劣っていた。

【0053】実験No.2は、焼鈍温度が低かったため、焼鈍中に十分な量のオーステナイトが生成せず、残留オーステナイトが生成しなかった。そのため延性に劣っていた。実験No.4は、焼鈍温度が高すぎたため、オーステナイト中へのCの濃化が不十分となり、やはり十分な残留オーステナイトは生成しなかった。

【0054】実験No.5は、焼鈍時間が短すぎたため、オーステナイト相中へのCの濃化が不十分であった。

【0055】実験No.7は、1次冷却速度が大きすぎたため、オーステナイト中へのCの濃化が不十分になり、十分な量の残留オーステナイトが生成しなかったものと考えられる。

12

【0056】実験No.8は、1次冷却終了温度が低すぎ、1次冷却中にオーステナイト→フェライト・パーライト変態が進行し、鋼中のCの多くがパーライト中に濃化したため、残留オーステナイトが生成しなかったものと考えられる。

【0057】実験No.9は、2次冷却速度が小さすぎ、2次冷却中にオーステナイト→フェライト・パーライト変態が進行し過ぎたため、十分な量の残留オーステナイトが生成しなかった。

10 【0058】実験No.14はめっき温度が高すぎたため、残留オーステナイトが生成しなかった。これは、めっき処理中にオーステナイト→フェライト・パーライト変態が進行したためと考えられる。

【0059】実験No.15は、合金化処理温度が高かったため、合金化処理中にオーステナイト→フェライト・パーライト変態が進行し、残留オーステナイトが生成しなかった。

20 【0060】実験No.16は、保持時間が短かったため、オーステナイト→ペイナイト変態が十分進行せず、オーステナイトへのCの濃化が不十分となり、残留オーステナイトの生成量が少なくなった。実験No.18は、保持時間が長すぎたため、鋼板中のオーステナイトがほとんどペイナイトに変化してしまったものと考えられる。

【0061】また、実験No.24~34は、鋼の種類を変えて製造した例である。本発明の第1発明、第2発明または第3発明、及び第4発明の構成要件を満足する本発明例Aの鋼板は、残留オーステナイトを体積率で3%以上含有し、TS×E1の値が2000 (kg/mm<sup>2</sup> · %) を越え、高強度かつ高延性の優れた材質バランスを実現している。また、皮膜密着性、合金化処理性が良好である。

30 【0062】一方、実験No.33(鋼No.k)の比較例鋼板は、Siの含有量が2.0%を越え、かつSi+Alの含有量が3.0%を越えたため、皮膜の合金化が著しく遅延し、また皮膜密着性が劣っていた。実験No.34(鋼No.1)の比較例鋼板は、Si+Alの含有量が1.0%未満だったため、セメントタイト形成の抑制効果が十分でなく、オーステナイト中へのCの濃化を十分促進できず、残留オーステナイトが生成しなかったため、強度かつ延性の材質バランスが劣っていた。

40 【0063】

【発明の効果】以上に示したように、本発明によれば、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、鋼板中に体積率で3%以上の残留オーステナイトを含むことによって高強度と高延性を兼ね備え、あるいはさらにめっき密着性と合金化処理性にも優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができる。

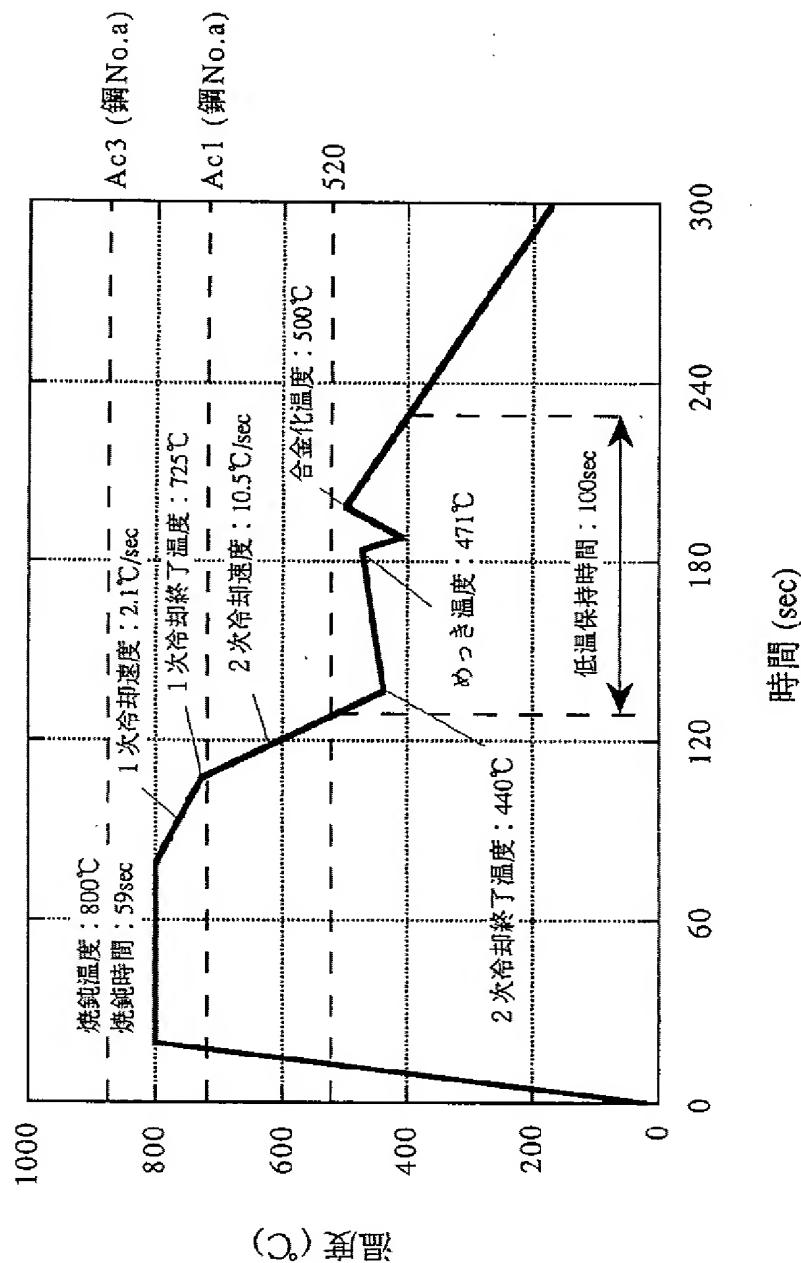
【0064】本発明によって製造された鋼板は、表面に溶融亜鉛めっき皮膜を有しているために耐食性に優れ、高強度かつプレス成形性に優れているため、自動車部品をはじめ多くの用途に使用することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明例の標準的な実験条件（実験No.1、24～

34)の、焼鈍から合金化処理までの熱履歴を示す図。

【図1】



フロントページの続き

(51) Int.C1.6  
C 22C 38/06

識別記号

F I  
C 22C 38/06

**PAT-NO:** JP411131145A  
**DOCUMENT-IDENTIFIER:** JP 11131145 A  
**TITLE:** PRODUCTION OF HIGH STRENGTH  
AND HIGH DUCTILITY HOT-DIP  
GALVANIZED STEEL SHEET  
**PUBN-DATE:** May 18, 1999

**INVENTOR-INFORMATION:**

<b>NAME</b>	<b>COUNTRY</b>
OZAKI, JUNICHI	N/A
SAKURAI, MICHITAKA	N/A
SAGIYAMA, MASARU	N/A

**ASSIGNEE-INFORMATION:**

<b>NAME</b>	<b>COUNTRY</b>
NKK CORP	N/A

**APPL-NO:** JP09298459

**APPL-DATE:** October 30, 1997

**INT-CL (IPC):** C21D009/46 , C21D008/02 ,  
C23C002/06 , C23C002/28 ,  
C22C038/00 , C22C038/06

**ABSTRACT:**

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a hot-dip galvanized steel sheet and having both combining high strength and high ductility and furthermore

excellent in plating adhesion and alloying treatability.

SOLUTION: A steel sheet contg., by weight, 0.05 to 0.30% C,  $\leq$ 2.0% Si, 0.5 to 3.0% Mn,  $\leq$ 0.03% P,  $\leq$ 0.03% S and  $\leq$ 0.01% N and furthermore contg. Al so as to satisfy 1.0 to 3.0% (Si+Al) is annealed in the temp. range of the Ac1 point +30°C to the Ac3 point for  $\geq$ 30 sec in a continuous hot-dip galvanizing line, is cooled at the cooling rate of  $\leq$ 5°C/sec from the temp. range to the Ac1 point +20°C to the Ac1 point, is successively cooled to  $\leq$ 520°C at the cooling rate of  $\geq$ 6°C/sec, is thereafter held to the temp. range of 520 to 400°C for 90 to 300 sec, is subsequently cooled to  $\leq$ 200°C and is allowed to contain retained austenite by  $\geq$ 3% volume ratio. Moreover, as for the hot-dip plating bath, by weight,  $\leq$ 0.13% Al is contained therein, and its temp. is regulated to 460 to 520°C.

COPYRIGHT: (C)1999, JPO